

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : **H10-183301**

(43)Date of publication of application : **14.07.1998**

(51)Int.Cl.

C22C 38/00

C21D 8/02

C21D 9/46

C22C 38/14

(21)Application number : **09-278697**

(71)Applicant : **KAWASAKI STEEL CORP**

(22)Date of filing : **13.10.1997**

(72)Inventor : **FURUKIMI OSAMU**

MIURA KAZUYA

SHIMIZU TETSUO

SETO KAZUHIRO

YASUHARA HIDEKO

(30)Priority

Priority number : **08290102**

Priority date : **31.10.1996**

Priority country : **JP**

(54) HOT ROLLED STEEL SHEET EXCELLENT IN BAKING HARDENABILITY AND ROOM TEMPERATURE AGING RESISTANCE, AND MANUFACTURE OF GALVANIZED SHEET AND HOT ROLLED SHEET

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To obtain an excellent hot rolled steel sheet with high baking hardenability and low room temperature aging effect without performing any expensive and special treatment by specifying the contents of C and N and average crystal grain size.

SOLUTION: Content of C is 0.01 to 0.12wt.% to raise baking hardenability(BH) and that of N is 0.0001 to 0.01wt.% considering both of press formability and BH. At the time of hot rolling of slab with adjusted components, the heating temperature of the slab is 950 to 1,180°C. After hot rolling, the hot finish rolling is completed with the final finishing temperature at (Ar₃+100°C) to (Ar₃+10°C) and the final stand draft ≥10%. After that, the hot rolled sheet is cooled at a cooling velocity ≥20°C/sec within 0.5sec and then is coiled in a range of 700 to 350°C. With the combined effects of low temperature slab heating, final stand high draft rolling and nearest rapid cooling, the average particle grain size of final hot rolled sheet is refined ≤8μm and then a high level HB of ≥80MPa and a low room temperature aging effect of ≤45MPa are realized.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

24.12.2002

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

Best Available Copy

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平10-183301

(43) 公開日 平成10年(1998) 7月14日

(51) Int.Cl. ⁸	識別記号	F I	
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 W 3 0 1 S
C 2 1 D 8/02		C 2 1 D 8/02	A
9/46		9/46	S
C 2 2 C 38/14		C 2 2 C 38/14	
審査請求 未請求 請求項の数 5 O L (全 7 頁)			

(21) 出願番号 特願平9-278697

(22) 出願日 平成9年(1997)10月13日

(31) 優先権主張番号 特願平8-290102

(32) 優先日 平8(1996)10月31日

(33) 優先権主張国 日本 (J P)

(71) 出願人 000001258

川崎製鉄株式会社

兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

(72) 発明者 古君 修

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(72) 発明者 三浦 和哉

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(74) 代理人 弁理士 杉村 暁秀 (外8名)

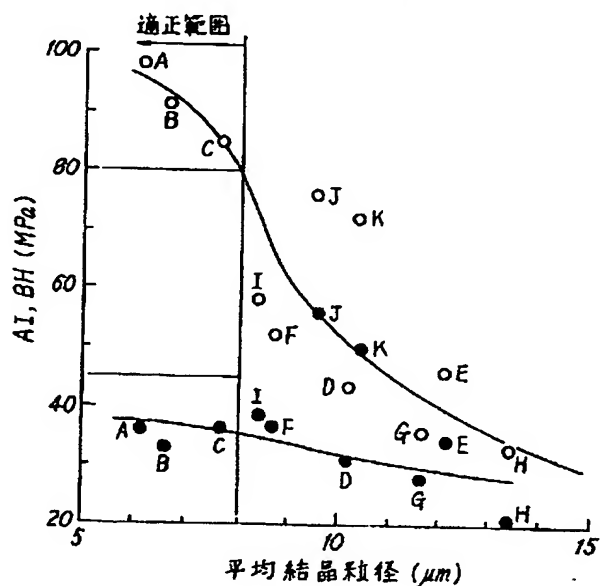
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 焼付硬化性および耐室温時効性に優れた熱延鋼板およびめっき鋼板ならびに熱延鋼板の製造方法

(57) 【要約】

【課題】 浸炭処理のような特別の処理等を施さずとも、高い焼付硬化性と低い室温時効性を兼ね備える熱延鋼板を得る。

【解決手段】 成形加工用熱延鋼板の成分組成のうち、特にCとNを下記の範囲C:0.01~0.12wt%、N:0.0001~0.01wt%に制限すると共に、平均結晶粒径を8 μ m以下に抑制する。



【特許請求の範囲】

【請求項 1】 成形加工用の熱延鋼板であって、少なくとも C : 0.01~0.12wt% および N : 0.0001~0.01wt% を含有し、しかも平均結晶粒径が $8\mu\text{m}$ 以下であることを特徴とする焼付硬化性および耐室温時効性に優れた熱延鋼板。

【請求項 2】 請求項 1 において、鋼板の成分組成が、
C : 0.01~0.12wt%、
Si : 0.003 ~0.8 wt%、
Mn : 0.01~1.5 wt%、
P : 0.005 ~0.2 wt%、
Al : 0.001 ~0.2 wt% および
N : 0.0001~0.01wt%

を含有し、残部は実質的に Fe の組成になるものである、焼付硬化性および耐室温時効性に優れた熱延鋼板。

【請求項 3】 請求項 1 において、鋼板の成分組成が、
C : 0.01~0.12wt%、
Si : 0.003 ~0.8 wt%、
Mn : 0.01~1.5 wt%、
P : 0.005 ~0.2 wt%、
Al : 0.001 ~0.2 wt% および
N : 0.0001~0.01wt%

を含有し、かつ Ti : 0.001 ~0.01wt% および Nb : 0.001 ~0.01wt% のうちから選んだ少なくとも 1 種を含有し、残部は実質的に Fe の組成になるものである、焼付硬化性および耐室温時効性に優れた熱延鋼板。

【請求項 4】 請求項 1、2 または 3 において、熱延鋼板の表面にめっき層をそなえることを特徴とする、焼付硬化性および耐室温時効性に優れためっき鋼板。

【請求項 5】 C : 0.01~0.12wt% および N : 0.0001~0.01wt% を含有する鋼スラブを、950~1180℃ に加熱し、熱間粗圧延後、最終仕上温度 : ($A_{r3} + 100\text{℃}$) ~ ($A_{r3} + 10\text{℃}$)、最終スタンド圧下率 : 10% 以上の条件下で熱間仕上げ圧延を終了し、その後 0.5 秒以内に 20℃/s 以上の速度で冷却し、700~350℃ の温度範囲で巻取することを特徴とする焼付硬化性および耐室温時効性に優れた熱延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】この発明は、自動車の内装板等の用途に供して好適な薄物熱延鋼板に関し、特に耐室温時効性の劣化を招くことなしに焼付硬化性の一層の向上を図ろうとするものである。

【0002】

【従来の技術】近年、自動車用鋼板としては、軽量化による燃費向上のために一層の高強度化が求められている。また、製造コストの低減の観点から、従来以上に熱延鋼板の利用が進められている。

【0003】高強度化技術としては、成形時には比較的低強度で加工がし易く、塗装時の焼付によって強度を増

加させるいわゆる焼付硬化性 (BH 性) を利用した技術が知られており、冷延鋼板については広く利用されている (例えば特開平 6-192787 号公報、特開平 6-73498 号公報、特開平 7-268544 号公報)。しかしながら、これらの技術によって得られる焼付硬化量 (BH 量) は、高々 70 MPa 程度にすぎず、その一層の向上が望まれていた。

【0004】一方、熱延鋼板については、特開平 1-180917 号公報に、仕上圧延後、3 秒以内に 30℃/s 以上の冷却速度で 500℃ 以下まで冷却するいわゆる直近急冷処理を利用して、鋼板中における C と N の固溶量を増加させることによって BH 量を高める技術が提案されている。しかしながら、上記の方法では、確かに BH 性の向上を図ることはできるけれども、同時に室温時効も進むため、耐室温時効性の点に問題を残していた。

【0005】ここに、BH は、固溶 C や固溶 N による歪時効強化の一種であり、とくにプレス成形などの加工後の塗装焼付 (170℃ 程度) の際に強化が進行するため、BakeHardening と呼ばれている。一方、室温時効は、プレス加工前の製品板を室温に保持した際の固溶 C や固溶 N による時効劣化のことを言い、便宜上 100℃ 程度の歪時効試験によって測定し、測定された値は一般に AI と呼ばれている。材料の強度確保の点からは BH は高い方が好ましく、他方室温時効による劣化は工業上の使用に支障があるので AI は低くする必要がある。しかしながら、BH を増加すれば、AI も BH と大体一定の比率で増加するため、上述したとおり、高 BH・低 AI の実現は極めて難しかったのである。

【0006】この点、出願人会社は、浸炭処理を利用することによって上記の問題を解決した技術、すなわち耐室温時効性を劣化させることなしに BH 性を高める技術を開発し、特開平 5-287446 号公報において開示した。この技術は、結晶粒内に存在する固溶 C と結晶粒界に存在する固溶 C とでは、時効現象に対する挙動が異なり、結晶粒界に存在する固溶 C は室温時効のような低温時効には関与せず、塗装焼付のような高温時効のみ関与するという知見に基づくもので、再結晶焼鈍後に、浸炭処理を施すことによって、結晶粒界における固溶 C の濃度を高め、もって耐室温時効性に悪影響を及ぼすことなしに BH 性の向上を図ろうとするものである。

【0007】しかしながら、上記の浸炭技術では、工程的に期待できる BH 量は 60MPa 程度にすぎず、また鋼板製造後に浸炭処理という工程的にもエネルギー的にも不利な特別の処理を別途に必要とするところに問題を残していた。

【0008】

【発明が解決しようとする課題】この発明は、上記の問題を有利に解決するもので、浸炭処理のような製造コスト増となる特別の処理等を必要とせずして、80 MPa 以上という高い BH 量を確保すると共に、AI 量を 45MPa 以

下(好適には40MPa以下)に抑制することができる焼付硬化性および耐室温時効性に優れた熱延鋼板を、その有利な製造方法と共に提案することを目的とする。なお、この発明で対象とする鋼種は、フェライト-パーライト鋼である。というのは、例えばフェライト-ベイナイト組織のような複合組織鋼では、そのBH量が100MPa以上の高い値を示す場合もあるが、これらの鋼種はBH前の強度が高いため、プレス成形性の点で問題を残すからである。

【0009】

【課題を解決するための手段】さて、発明者らは、上記の目的を達成するには、結晶粒界を増加させるすなわち結晶粒を微細化することが有効ではないかとの観点に立って、鋭意研究を重ねたところ、熱延鋼板の平均結晶粒径を8 μm 以下にすることによって、BH性の改善に関し、予想をはるかに超える望外の成果が得られたのである。この発明は、上記の知見に立脚するものである。

【0010】すなわち、この発明の要旨構成は次のとおりである。

1. 成形加工用の熱延鋼板であって、少なくともC:0.01~0.12wt%およびN:0.0001~0.01wt%を含有し、しかも平均結晶粒径が8 μm 以下であることを特徴とする焼付硬化性および耐室温時効性に優れた熱延鋼板。

【0011】2. 上記1において、鋼板の成分組成が、C:0.01~0.12wt%、Si:0.003~0.8wt%、Mn:0.01~1.5wt%、P:0.005~0.2wt%、Al:0.001~0.2wt%およびN:0.0001~0.01wt%を含有し、残部は実質的にFeの組成になるものである、焼付硬化性および耐室温時効性に優れた熱延鋼板。

【0012】3. 上記1において、鋼板の成分組成が、C:0.01~0.12wt%、Si:0.003~0.8wt%、Mn:0.01~1.5wt%、P:0.005~0.2wt%、Al:0.001~0.2wt%およびN:0.0001~0.01wt%を含有し、かつTi:0.001~0.01wt%およびNb:0.001~0.01wt%のうちから選んだ少なくとも1種を含有し、残部は実質的にFeの組成になるものである、焼付硬化性および耐室温時効性に優れた熱延鋼板。

【0013】4. 上記1、2または3において、熱延鋼板の表面にめっき層をそなえることを特徴とする、焼付硬化性および耐室温時効性に優れためっき鋼板。

【0014】5. C:0.01~0.12wt%およびN:0.0001~0.01wt%を含有する鋼スラブを、950~1180℃に加熱し、熱間粗圧延後、最終仕上温度:(Ar₃+100℃)~(Ar₃+10℃)、最終スタンド圧下率:10%以上の条件下で熱間仕上げ圧延を終了し、その後0.5秒以内に20℃/s以上の速度で冷却し、700~350℃の温度範囲で巻取ことを特徴とする焼付硬化性および耐室温時効性に優れた熱延鋼板の製造方法。

【0015】

【発明の実施の形態】以下、この発明を説明するに至っ

た実験結果について説明する。図1に、C:0.04wt%、Si:0.07wt%、Mn:0.9wt%、P:0.04wt%、Al:0.040wt%およびN:0.0040wt%を含有し、残部は実質的にFeの組成になる鋼スラブを、製造条件を種々に変化させて、結晶粒径の異なる熱延鋼板とし、該鋼板のフェライト粒の平均結晶粒径とBH量およびAI量との関係について調べた結果を示す。同図から明らかなように、平均結晶粒径:8 μm を境にして結晶粒径は急激に変化し、平均粒径が8 μm 以下になると、AI量は低く、かつBH量の著しい増大が生じた。

【0016】上記の理由は、まだ明確に説明されたわけではないが、発明者らは次のように考えている。固溶Cおよび固溶Nは本来、粒界に集中する傾向を有するが、通常、熱延鋼板の製造過程では変態・再結晶などによる粒界の移動を生じるため、粒内にも多量の固溶C、Nの残留が生じる。しかしながら、極めて微粒化した場合には、粒界の面積が増大するだけでなく、粒界に移動するまでに必要な拡散距離が減少するため、粒内に存在するCおよびNは効果的に粒界に移行し、その結果粒界に存在するC、N量が顕著に増大したものと推測される。

【0017】なお、一般の製造工程によって製造した熱延鋼板、すなわち連続鍛造した鋼片をそのままあるいはその後1000~1300℃に再加熱してから粗圧延および仕上げ圧延の2段階の熱間圧延によって製造された熱延鋼板の平均結晶粒径は10 μm 以上であり、常法に従う限り、平均結晶粒径を8 μm 以下にすることはできない。

【0018】以下、この発明を具体的に説明する。まず、この発明で対象とする鋼種について述べると、この発明は、次に述べるようにCおよびN量さえ所定の範囲を満足していれば、従来公知の成形加工用鋼いずれにも適用することができる。

C:0.01~0.12wt%

C量は、焼付硬化性を高くするために必要な元素であり、含有量が0.01wt%に満たないと必要とする固溶C量が確保できないため所望の焼付硬化量を得ることができず、一方0.12wt%を超えて多量に添加すると過剰なセメンタイトが析出し、やはり焼付硬化量の低下を招くので、C量は0.01~0.12wt%(好ましくは0.02wt%以上)の範囲で含有させるものとした。

【0019】N:0.0001~0.01wt%

Nは、少量であるほどプレス成形性には有利であるとして、従来は極力低減されてきたが、この発明では結晶粒界に固溶Nとして存在させることによってBH性の向上に有効に活用する。そのためには、少なくとも0.0001wt%の含有を必要とするが、0.01wt%を超えて多量に含有するとやはりプレス成形性の低下を招くので、0.0001~0.01wt%好ましくは0.0020~0.0070wt%の範囲に限定した。なお、より好ましくは、析出物として存在するN量を全N量から差し引いたフリーN量が0.0020~0.0070wt%となる量のNを含有させることが望ましい。というの

は、フリーN量が0.0020wt%に満たないと相対的にBH量が低下気味となり、一方0.0070wt%を超えるとプレス成形性が低下し、金型設計に考慮する必要性が生じるからである。

【0020】以上、必須成分であるCとNについて説明したが、その他の代表成分については次のとおりである。

Si: 0.003 ~ 0.8 wt%

Siは、鋼を強化するために適量添加されるが、0.003wt%に満たないとその添加効果に乏しく、一方0.8wt%を超えると伸びの低下を招き、自動車用鋼板として十分な成形性を確保できないので、0.003~0.8 wt%程度が好適である。

【0021】Mn: 0.01~1.5 wt%

Mnは、熱間脆化の防止ならびに鋼の強化のために添加されるが、0.01wt%未満ではその添加効果に乏しく、一方1.5wt%を超えると成形性の低下を招くので、0.01~1.5 wt%程度が好適である。

【0022】P: 0.005 ~ 0.2 wt%

Pは、鋼を強化させるため適量添加されるが、0.005wt%に満たないとその添加効果に乏しく、一方0.2wt%を超えると粒界に偏析して粒界割れを引き起こす原因となるので、0.005%~0.2 wt%程度が好適である。

【0023】Al: 0.001 ~ 0.2 wt%

Alは、鋼板の製造上脱酸元素として有効に寄与するが、含有量が0.001wt%に満たないとその添加効果に乏しく、一方0.2wt%を超えて多量に添加してもそれ以上の効果は望めず、むしろ表面性状を劣化させるので、Alの含有量は0.001~0.2 wt%程度が好適である。適当量の固溶N量(全N量-析出N量)の確保を考慮すると、より好ましい範囲は0.01~0.05wt%である。

【0024】

Ti: 0.001 ~ 0.01wt%, Nb: 0.001 ~ 0.01wt%

TiおよびNbはいずれも、C, N, Sと炭化・窒化・硫化物を形成して強度および靱性の向上に有効に寄与するが、それぞれ添加量が0.001wt%未満では効果が十分でなく、一方0.01wt%より多くなると焼付硬化に必要な固溶C, N量を確保できなくなる。従って、これらの元素は、熱延板で固溶CおよびN量が適度に残留する0.001~0.01wt% (好ましくは0.001~0.005 wt%) の範囲で添加することが望ましい。

【0025】次に、この発明に従う製造条件について説明する。上述した好適成分組成に溶製した鋼は、連続鋳造法または造塊一分塊法によりスラブとし、ついで加熱後、熱間圧延に供する。この時、スラブ加熱温度は、950~1180℃とする必要がある。というのは、加熱温度が1180℃を超えると、以後の工程を最適化しても最終熱延鋼板で平均結晶粒径を8 μm以下にすることができないからである。この原因は、熱延開始時における粒径が大

きいこと、および析出物の形態が異なることが考えられる。一方、加熱温度が950℃に未満では、熱延ライン全体の負荷が大きくなって工業上極めて不利になる。より好ましいスラブ加熱温度は、950~1100℃である。なお、スラブ加熱は、冷片からの再加熱、温片からの再加熱、熱片の保持または直送圧延利用いずれであってもかまわない。

【0026】熱間圧延は、粗圧延によって適当な厚さに調整した後、最終仕上温度: (Ar₃+100℃) ~ (Ar₃+10℃)、最終スタンド圧下率: 10%以上の条件下で熱間仕上げ圧延を終了することが肝要である。というのは、最終仕上温度が(Ar₃+100℃)を超えると熱延後に急冷を施しても、粒成長を十分に抑制することが難しく、一方(Ar₃+10℃)を下回ると板厚方向にわたる歪の不均一が大きく、結果的に平均結晶粒径: 8 μm以下を達成できないからである。より好ましい最終仕上温度は、(Ar₃+70℃) ~ (Ar₃+10℃)である。また、最終スタンドの圧下率が10%を下回ると、十分な細粒化が得られず、熱延後に急冷処理を施しても、結晶粒の微細化が達成されないため、最終スタンドの圧下率は10%以上(好ましくは15%以上)に限定した。

【0027】上記の仕上圧延終了後、この発明では、0.5秒以内に20℃/s以上の冷却速度で冷却するいわゆる直近急冷処理を施すことが重要である。というのは、急冷開始までの時間が0.5秒を超えたり、冷却速度が20℃/sに満たないと、平均結晶粒径を8 μm以下にすることができないからである。

【0028】図2に、仕上圧延終了後、急冷を開始するまでの時間とBH量およびAI量との関係について調べた結果を示す。同図より明らかなように、急冷開始までの時間を0.5秒以内にすることによってAIの劣化を招くことなしにBH量の格段の向上を図ることができる。

【0029】また図3には、巻取りまでの平均冷却速度とBH量およびAI量との関係について調べた結果を示す。同図から明らかなように、平均冷却速度を20℃/s以上とすることによってBH量が著しく向上している。

【0030】ついで、700~350℃の温度範囲で巻取る。巻取り温度を上記の範囲に限定した理由は、700℃を超えると固溶C, N量の減少を招き、一方350℃を下回ると形状が安定せず、工程生産上コスト高となるからである。その後、0.5~3%程度の調質圧延を施すことは、室温時効によるBHの低下を抑制する効果が大いいため、BHを高める点で有利である。

【0031】以上述べたとおり、低温スラブ加熱、最終スタンド高圧下圧延および直近急冷という三位一体の効果によって、最終熱延鋼板の平均結晶粒径を8 μm以下に微細化することができ、ひいては80MPa以上という高BH性および45MPa以下という優れた低AI性が併せて得られるのである。

【0032】また、かくして得られた熱延鋼板は、めっき原板としても有用で、表面に各種のめっきを施してめ

つき鋼板としても有効に活用することができる。めっきの種類については特に限定されることはなく、電気亜鉛めっきをはじめとして、熔融亜鉛めっき、電気すずめっき、電気クロムめっきおよび電気ニッケルめっき等いずれもが適合する。めっき条件は、通常の冷延鋼板および熱延鋼板に適用されている条件で良い。なお、めっき厚は、めっき法によって異なるが、通常の範囲で良い。

【0033】

【実施例】

実施例1

C:0.04wt%、Si:0.07wt%、Mn:0.9 wt%、P:0.04 wt%、Al:0.040wt %およびN:0.0040wt%を含有し、残部は実質的にFeの組成になる鋼スラブ(A_{r3}=872℃)を、1050℃または1230℃に加熱したのち、40mmまで

粗圧延し、ついで表1に示すように、最終仕上温度、最終スタンド圧下率、急冷開始までの時間、平均冷却速度および巻取り温度を種々に変化させて熱間仕上圧延を施して板厚:2.0 mmの熱延鋼板とした。その後1%のスキンパスを施して製品とした。得られた製品板の平均結晶粒径、機械的性質ならびにBH量およびAI量を測定した結果を表2に示す。なお、BH量は、2%の歪付与後、170℃で20分間加熱したのち、再引張りをを行い、時効前の最高荷重と時効後の上降伏点の荷重との差より求めた。また、AI量は、7.5%の歪付与後、100℃で30分間加熱したのち、再引張りをを行い、時効前の最高荷重と時効後の下降伏点の荷重との差より求めた。

【0034】

【表1】

記号	スラブ加熱温度(℃)	仕上圧延終了温度(℃)	最終対圧下率(%)	急冷開始までの時間(s)	平均冷却速度(℃/s)	巻取温度(℃)	備考
A	1050	910	15	0.19	24	620	適合例
B	"	"	"	0.31	33	590	"
C	"	"	"	0.44	46	570	"
D	"	"	"	0.71	40	550	比較例
E	"	"	"	1.00	38	580	"
F	"	"	"	0.31	17	560	"
G	"	"	"	0.40	8	580	"
H	"	860	"	0.30	31	560	"
I	"	990	"	0.32	36	600	"
J	1230	910	"	0.35	32	580	"
K	1050	"	5	0.30	36	600	"

【0035】

【表2】

記号	YS(MPa)	TS(MPa)	BH量(MPa)	AI量(MPa)	平均結晶粒径(μm)	備考
A	287	373	98	36	6.2	適合例
B	281	371	91	33	6.6	"
C	271	370	84	36	7.6	"
D	250	367	43	33	10.2	比較例
E	256	364	45	36	12.1	"
F	242	368	52	37	8.7	"
G	259	366	36	28	11.7	"
H	261	361	32	21	13.4	"
I	269	369	58	38	8.5	"
J	278	369	75	55	9.5	"
K	280	370	72	50	9.8	"

【0036】表2から明らかなように、この発明に従い得られた熱延鋼板はいずれも、平均結晶粒径が $8\mu\text{m}$ 以下であって、 $BH \geq 84\text{ MPa}$ 、 $AI \leq 36\text{ MPa}$ という優れた焼付硬化性および耐室温時効性が得られている。

【0037】実施例2

表3に示す成分組成になる鋼スラブを、 1050°C に加熱したのち、 40mm まで粗圧延し、ついで最終仕上温度： 900°C 、最終スタンド圧下率：10%、急冷開始までの時間：0.31秒、平均冷却速度： $33^\circ\text{C}/\text{s}$ および巻取り温度： 590°C の条件下で熱間仕上圧延を施して板厚： 2.0 mm の熱延

鋼板とした。その後1%のスキンパスを施して製品とした。得られた製品板の平均結晶粒径、機械的性質ならびにBH量およびAI量を測定した結果を表4に示す。なお、鋼記号bについては、その後に次の条件で電気亜鉛めっき（めっき目付量： $20\text{ g}/\text{m}^2$ ）を施しためっき鋼板についても同様の調査を行い、得られた結果を表4に併記した。めっき条件は、 ZnCl_2 ： 1.5 mol 、 KCl ： 4.5 mol の液を 50°C で用い、電流条件は $75\text{ A}/\text{dm}^2$ とした。

【0038】

【表3】

鋼 記号	成 分 組 成 (wt%)								A _{rs} ($^\circ\text{C}$)
	C	Si	Mn	P	Al	N	Ti	Nb	
a	0.03	0.01	0.3	0.015	0.032	0.0042	0.004	—	850
b	0.04	0.02	0.2	0.011	0.023	0.0031	—	0.005	854
c	0.14	0.05	0.05	0.008	0.011	0.0045	—	—	832

【0039】

【表4】

No.	鋼 記号	めっき処理 の有無	YS (MPa)	TS (MPa)	BH量 (MPa)	AI量 (MPa)	平均結晶粒径 (μm)	備 考
1	a	なし	306	397	81	33	7.2	適合例
2	b	なし	313	406	88	35	6.9	"
3		有り	"	"	89	"	"	"
4	c	なし	341	423	67	36	6.4	比較例

【0040】表4に示したとおり、この発明に従い得られた熱延鋼板およびめっき鋼板はいずれも、平均結晶粒径が $8\mu\text{m}$ 以下であって、 $BH \geq 81\text{ MPa}$ 、 $AI \leq 35\text{ MPa}$ という優れた焼付硬化性および耐室温時効性を得ることができた。

【0041】

【発明の効果】かくして、この発明によれば、浸炭処理のような特別の処理等を施さずとも、 80 MPa 以上という高い焼付硬化性と 45 MPa 以下（好適には 40 MPa 以下）と

いう低い室温時効性を兼ね備えた熱延鋼板およびめっき鋼板を得ることができる。

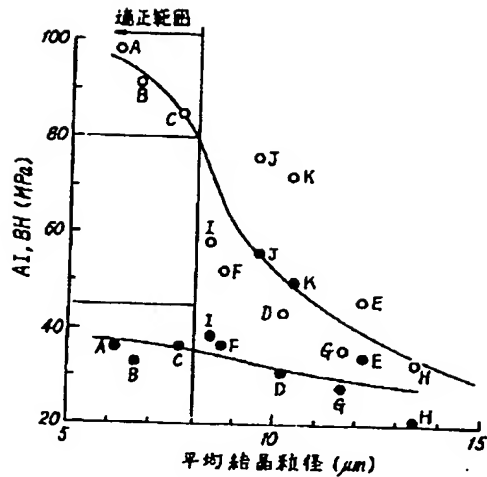
【図面の簡単な説明】

【図1】熱延鋼板の平均結晶粒径とBH量およびAI量との関係を示したグラフである。

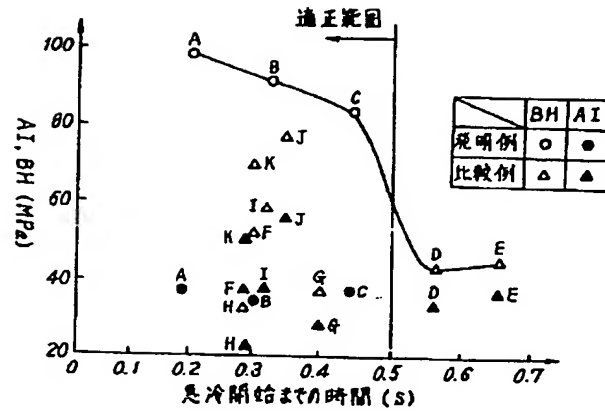
【図2】仕上圧延終了後、急冷を開始するまでの時間とBH量およびAI量との関係を示したグラフである。

【図3】巻取りまでの平均冷却速度とBH量およびAI量との関係を示したグラフである。

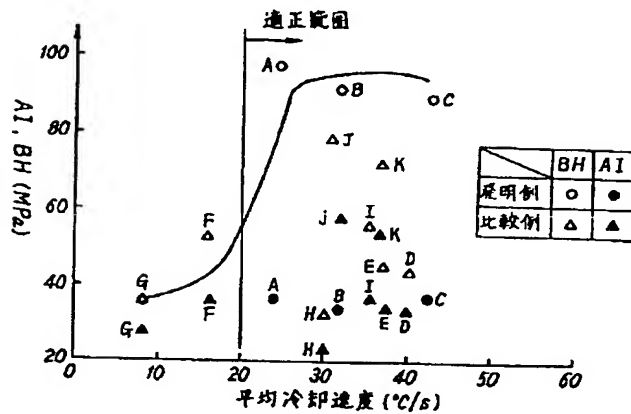
【図1】



【図2】



【図3】



フロントページの続き

(72)発明者 清水 哲雄
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製
鉄株式会社技術研究所内

(72)発明者 瀬戸 一洋
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製
鉄株式会社技術研究所内
(72)発明者 安原 英子
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製
鉄株式会社技術研究所内

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☐ BLACK BORDERS
- ☐ IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- ☒ FADED TEXT OR DRAWING
- ☒ BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING
- ☐ SKEWED/SLANTED IMAGES
- ☐ COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS
- ☐ GRAY SCALE DOCUMENTS
- ☒ LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT
- ☒ REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY
- ☐ OTHER: _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.